

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 02-125841
 (43)Date of publication of application : 14.05.1990

(51)Int.CI.

C22C 38/00
 C22C 38/14
 C23C 8/22
 C23C 8/32
 F16C 33/44
 F16C 33/62

(21)Application number : 01-157288

(71)Applicant : NIPPON SEIKO KK

(22)Date of filing : 20.06.1989

(72)Inventor : MURAKAMI YASUO
 MATSUMOTO YOICHI
 KAMIMURA KAZUHIRO

(30)Priority

Priority number : 63172030 Priority date : 11.07.1988 Priority country : JP

(54) ROLLING BEARING

(57)Abstract:

PURPOSE: To prevent the cracks of the title bearing at the time of working and to prolong its service life by forming at least one of the inner ring, outer ring and rolling element in a rolling bearing with a medium carbon Mn steel having specific compsn., subjecting the steel to carburizing treatment and specifying the amt. of retained austenite on the surface layer.

CONSTITUTION: At least one of the inner ring, outer ring and rolling element in a bearing is formed with the compsn. of a medium carbon Mn steel constituted of, by weight, 0.4 to 0.7% C, 0.15 to 1.2% Si, 1.2 to 1.7% Mn, 200 to 300ppm Al, \leq 40ppm Ti, 100 to 200ppm N, \leq 80ppm S, \leq 9ppm O and the balance Fe. The steel is worked into a rolling bearing, which is subjected to carburizing heat treatment or carbonitriding heat treatment to regulate the amt. of retained austenite in the surface layer part to 25 to 45vol%. In this way, the coarsening of the crystal grains is prevented to prolong the service life of the bearing. At the time of furthermore incorporating at least one kind of 0.03 to 0.08% Nb and 0.1 to 0.15% V into the above steel, the crystal grains are converted into fine ones having \geq 8 of grain size number even after the carburizing heat treatment, by which the service life can moreover be prolonged.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

⑩ 日本国特許庁 (JP)

⑪ 特許出願公開

⑫ 公開特許公報 (A) 平2-125841

⑬ Int. Cl. 5

C 22 C 38/00
38/14
C 23 C 8/22
8/32
F 18 C 33/44
33/82

識別記号 301 H
厅内整理番号 7047-4K
7371-4K
7371-4K
6814-3 J
6814-3 J

⑭ 公開 平成2年(1990)5月14日

審査請求 未請求 請求項の数 4 (全11頁)

⑮ 発明の名称 転がり軸受

⑯ 特 願 平1-157288

⑰ 出 願 平1(1989)6月20日

優先権主張 ⑯ 昭63(1988)7月11日 ⑯ 日本 (JP) ⑯ 特願 昭63-172030

⑯ 発明者 村上 保夫 神奈川県大和市上和田2412
⑯ 発明者 松本 洋一 神奈川県藤沢市大庭3910
⑯ 発明者 上村 和宏 神奈川県藤沢市鶴沼神明3-6-10
⑯ 出願人 日本精工株式会社 東京都品川区大崎1丁目6番3号
⑯ 代理人 弁理士 森 哲也 外3名

明 稹 書

1. 発明の名称

転がり軸受

2. 特許請求の範囲

(1) 内輪、外輪及び転動体からなる転がり軸受において、当該内輪、外輪及び転動体の少なくとも一つが、C: 0.4 ~ 0.7 重量%、Si: 0.15 ~ 1.2 重量%、Mn: 1.2 ~ 1.7 重量%、Al: 2.00 ~ 3.00 ppm、Ti: 4.0 ppm以下、Nb: 0.00 ~ 0.08 重量%およびV: 0.1 ~ 0.15 重量%の少なくとも一種、残部鉄の中炭素マンガン鋼からなり、焼成熱処理または浸炭窒化熱処理が施され、表面部における残留オーステナイト量が2.5 ~ 4.5 vol %である、ことを特徴とする転がり軸受。

(2) 前記中炭素マンガン鋼に、Nb: 0.03 ~ 0.08 重量%およびV: 0.1 ~ 0.15 重量%の少なくとも一種が含有されてなる、ことを特徴とする請求項(1)記載の転がり軸受。

(3) 内輪、外輪及び転動体からなる転がり軸受において、当該内輪、外輪及び転動体の少なくとも一

つが、C: 0.4 ~ 0.7 重量%、Si: 0.15 ~ 1.2 重量%、Mn: 1.2 ~ 1.7 重量%、Ti: 4.0 ppm以下、S: 80 ppm以下、O: 9 ppm以下、Nb: 0.03 ~ 0.08 重量%およびV: 0.1 ~ 0.15 重量%の少なくとも一種、残部鉄の中炭素マンガン鋼からなり、焼成熱処理または浸炭窒化熱処理が施され、表面部における残留オーステナイト量が2.5 ~ 4.5 vol %である、ことを特徴とする転がり軸受。

(4) 前記中炭素マンガン鋼は、浸炭熱処理または浸炭窒化熱処理後でも平均結晶粒度番号が8以上の微結晶状である、ことを特徴とする請求項(1)ないし(3)の何れか一項記載の転がり軸受。

3. 発明の詳細な説明

(産業上の利用分野)

本発明は、自動車、農業機械、建設機械及び鉄鋼機械等に使用される転がり軸受に係り、特に、トランスマッションやエンジン用として求められる長寿命な転がり軸受に関する。

(従来の技術)

従来から、例えば自動用に求められる高耐圧の状態で使用される転がり疲れ寿命（以下、寿命、とも言う）が長い転がり軸受については、接触圧に起因する内部せん断応力分布に合わせて、硬さカーブを設定する必要から、焼入性の良好な低炭素鋼 S C R 420 H, S C M 420 H, S A E 8620 H, S A E 4320 H 等を用い、これに焼成熱処理又は焼成空化熱処理を施すことにより、内外輪及び転動体の表面部硬さが H R C 5 8 ~ 6 4 であり、かつその芯部硬さが H R C 3 0 ~ 4 8 になるようにして軸受全体の硬度を上げていた。

また、米国特許第 4 1 9 1 5 9 9 号では、高炭素合金鋼を焼成空化気下で加熱処理し、表面の M₂₃C₆ 点を芯部より低くして、焼入れにより熱応力型の変態をさせ、表面に圧縮の残留応力を残した長寿命の転がり軸受が開示されている。

さらに、米国特許第 4 0 2 3 9 8 8 号では、C : 0.6 ~ 1.5 重量%, Cr, Mn, Ni, Cu, Mo から選ばれる熱間成形型の低合金鋼を用い、炭化物を微細化した長寿命の転がり軸受が開示されている。

〔発明が解決しようとする課題〕

しかしながら、上記従来の鋼 S C R 420 H 等において、焼成熱処理を深くしようとすると、基地の炭素量（ベースカーボン量）が低いために、焼成処理を高温かつ長時間行なわなければならず、これでは熱処理生産性が低下する。一方、表面炭素濃度を高くすると、上記鋼の Cr 含有量が高いために初折が生じやすく、転がり疲れ寿命が低下する。そこで、S A E 8620 H 及び S A E 4320 H では、Cr 含有量を減じて他の元素 (Ni, Mo) を添加して焼入性を確保しているが、これでは材料コストが増加する。また、この鋼の焼成熱処理または焼成空化熱処理時、時として、結晶粒が粗大となり、これが応力集中源となるため、転がり疲れ寿命が低下する。

一方、これ以外の従来例でも、高価な Mo, Ni, Cr 等を含有しているために、長寿命な転がり軸受を得るには高コストとならざるを得なかった。そして、上記米国特許第 4 0 2 3 9 8 8 号の従来例では、微細な炭化物を形成するためには、例えば、

spheroidizing anneal, rough forming, hardening, austemperingなどの複雑な熱処理を必要とし、熱処理生産性の低下を避けることができなかった。

米国特許第 4 1 9 1 5 9 9 号では高価な元素である Mo, Ni, Cr を比較的多く含有し、コスト高になると共に、表面に残留の圧縮応力を付与する構造のみでは異物混入潤滑下では長寿命とすることはできなかった。

すなわち、転がり疲れ寿命が低下する原因として、軸受潤滑油中に混入した金属の切粉、削り屑、バリ、摩耗粉等の異物により軸受表面部に生じた損傷（圧痕）を起点として伝播するマイクロクラックによって発生するフレーキング（ハクリ）、がある。そして、軸受の基地中に存在し、硬度が高く塑性変形能が小さいために応力集中部となる非金属介在物があり、この非金属介在物によって応力集中緩和効果を十分達成し得ないことによっても上記転がり疲れ寿命が低下する。

さらに、上記従来のいずれの転がり軸受でも、加工率によっては鍛造等の軸受の前加工時割れを

十分抑制できない課題があった。

本発明はこのような各種の課題を解決するためには、材料コストが増加することなく熱処理生産性が良好で、かつ、クリーンな潤滑下で軸受を使用する場合に加えて、異物混入潤滑下で軸受を使用する場合においても、従来の軸受に比べて長寿命であり、さらに、加工率の高い鍛造等の前加工時割れが発生しない転がり軸受を提供すること、をその目的としている。

〔課題を解決するための手段〕

請求項 (1) 記載の発明は、内輪、外輪及び転動体からなる転がり軸受において、内輪、外輪及び転動体の少なくとも一つが、C : 0.4 ~ 0.7 重量%、Si : 0.15 ~ 1.2 重量%、Mn : 1.2 ~ 1.7 重量%、Al : 200 ~ 300 ppm、Ti : 40 ppm 以下、N : 100 ~ 200 ppm、S : 80 ppm 以下、O : 9 ppm 以下、残部鉄の中炭素マンガン鋼からなり、焼成熱処理または焼成空化熱処理が施され、表面部における残留オーステナイト量が 2.5 ~ 4.5 vol% である、ことを特徴としている。

また、請求項(2)記載の発明は、上記請求項(1)記載の中炭素マンガン鋼に、さらにNb:0.03~0.08重量%およびV:0.1~0.15重量%の少なくとも一種が含有されてなる、ことを特徴とするものである。

また、請求項(3)記載の発明は、内輪、外輪及び転動体からなる転がり軸受において、内輪、外輪及び転動体の少なくとも一つが、C:0.4~0.7重量%、Si:0.15~1.2重量%、Mn:1.2~1.7重量%、Ti:4.0 ppm以下、S:80 ppm以下、O:9 ppm以下、Nb:0.03~0.08重量%およびV:0.1~0.15重量%の少なくとも一種、残留オーステナイト量が25~45 vol%である、ことを特徴とするものである。

さらに、請求項(4)記載の発明は、前記中炭素マンガン鋼は、焼成熱処理または焼成空化熱処理が施され、表面部における残留オーステナイト量が25~45 vol%である、ことを特徴とするものである。

〔作用〕

本願発明者らは、転がり軸受鋼の長寿命化及び前加工時の割れについて種々の検討を加えた結果、軸受表面部における残留オーステナイト量と寿命との関係、結晶粒度と寿命との関係、S含有量と前加工時の割れ発生率等との関係について種々の新しい知見を得るに到り、この知見に基づき特許請求の範囲に記載の如くの本発明に到達したものである。

まず本発明において、C:0.4~0.7wt%の中炭素マンガン鋼を用いている理由について説明する。

本発明者らは、軸受表面部における残留オーステナイト量を25~45 vol%にすることにより、異物混入潤滑下の転がり軸受の長寿命化を達成できることを見い出した。しかしながら、軸受表面部における残留オーステナイト量を上記値の範囲とするためには表面炭素濃度を高めることが必要であるが、SCR420H、SCM420HはCrの含有量が多いため、軸受の転がり疲れ寿命に有害な初析

を生じやすい。一方で、Crの含有量を減少させると焼入性が低下し、転がり軸受として必要な硬化層深さが得られなくなってしまう。そこで本発明では、Cr含有量を0.95重量%未満とし、かつCr含有量の低下による焼入性低下を避けるためにMnを添加し、さらにはベースカーボン量が多い中炭素マンガン鋼を用いることにより初析の発生を抑え、軸受表面部における残留オーステナイト量を25~45 vol%の範囲として、必要な硬化層深さを得るものである。

ここで、第1図から第4図を参照して、本発明の特徴である残留オーステナイトの作用について説明する。

異物混入潤滑下で軸受を使用する場合、異物との擦り返し接触により内外輪及び転動体の各転動表面に第2図に示すような圧痕が発生する。第2図に示す圧痕の断面図から分るように、圧痕にはエッジ部分が生じ、このエッジ部に最大応力P_{max}がかかる。このエッジ部分の曲率rと圧痕の半径cとは以下説明するように残留オーステナイト

と密接な関係がある。通常残留オーステナイトは、軟らかく、例えばHV300ぐら (但し素材の炭素の含有率によっても異なる) である。したがって、この残留オーステナイトを所望の割合で表面層に存在せしめておくと、圧痕のエッジ部分における応力の集中を緩和することができ、そのため圧痕生成後に圧痕部に発生するマイクロクラックの伝播を遮らせることができる。表面層における残留オーステナイトは、転動時に圧痕を通過する相手部材 (例えば転動体に対して軌道輪) の相対通過回数の所定数を過ぎると、表面に加わる変形エネルギーによりマルテンサイト変態し、硬化する。

第3図は、r/cの値と残留オーステナイトとの関係を示している。

P_{max}/P₀を小さくする (すなわち、応力集中を緩和する) ためには、Cを一定とするとrを大きくすることが必要である。つまり、r/cの値は応力集中の緩和程度を示すファクターであるので、この値が大きくなれば寿命も延びることに

特開平 2-125841(4)

なる。しかしながら、第3図から分るように、残留オーステナイト τ_{α} の割合を大きくしても、 r/c の値は所定の水準で緩和してしまい、一定以上大きくならない。特に残留オーステナイト τ_{α} が4.5 vol%以上になると、これが顯著であり、 r/c は殆ど緩和してしまう。従って、 τ_{α} をそれ以上大きくしてもかえって表面硬さを下げてしまうだけであり、転がり疲れ寿命が低下する。

次に、本発明の特許請求の範囲に示された各限界について説明する。

先ず、内外輪及び転動体の異物混入潤滑下使用の寿命は、第1図のグラフに示される軸受寿命と残留オーステナイト τ_{α} (vol%)との関係から明らかのように、フレーリングが生じるまでの経過時間で示される転がり疲れ寿命 τ_{f} は残留オーステナイト τ_{α} 量の変化に応じて変化している。

すなわち、残留オーステナイト τ_{α} が2.5 vol%以上になると転がり疲れ寿命 τ_{f} は向上するが、4.5 vol%を越えると寿命は急激に低下する。したがって、内外輪、転動体の表面部における残留

オーステナイトは、少なくとも2.0 vol%から4.5 vol%までの範囲になくてはならない。

特に、残留オーステナイト τ_{α} が4.5 vol%を越えると、浸炭熱処理または浸炭空化熱処理後の表面硬さが低下するので好ましくない。

クリーンな潤滑下で従来の浸炭鋼軸受と同等以上の寿命を得るためにには、転動体についてHRCが63以上であることが望ましく、内外輪についてはHRCが58以上であることが好ましい。このためには、残留オーステナイト τ_{α} が4.5 vol%以下であることが必要である。

尚、第1図の実験条件は以下の通りである。軸受寿命試験は、日本精工(株)製 玉軸受寿命試験機を用いたーピン油(日本石油(株)製FBKオイルR068)に鋼粉(硬さ、HV300~500、粒径80~160μm)を100ppmの混合比で加えた潤滑剤を用い、軸受負荷荷重(ラジアル荷重)600kgf、軸受回転数2000rpmで試験した。

次に、本発明に用いられる中炭素マンガン鋼の

11

含有元素の作用及びその含有量の臨界的意義について説明する。

A2

A2はAl₂O₃などの酸化物系非金属介在物を形成する。このAl₂O₃は、硬度が高く塑性変形能が小さいため、応力集中部となり転がり疲れ寿命を低下させる原因となる。したがって、A2が含有量を低下することが、軸受寿命向上のためには必要である。しかし他方で、浸炭熱処理または浸炭空化熱処理時の結晶粒粗大化防止のためには、A2がAlNの形で結晶粒界に析出することが必要である。

そこで、請求項(I)、(II)記載の発明では、A2含有量を200~900ppmとした。A2が200ppm未満だと結晶粒が粗大となり軸受の転がり疲れ寿命が低減し、かつ、A2300ppmを越えると、A2₂O₃量が増加し寿命に悪影響を及ぼす。

T1

12

T1はTiNの形で非金属介在物として出現する。TiNは硬度が高く塑性変形能が小さいため、応力集中部となり転がり疲れ寿命に有害となる。そこで、Ti含有量をできるだけ低下させる必要があり、上限を40ppmとした。

N

NはAlNを形成して結晶粒の粗大化を抑制する上で必要である。しかし、N含有量が多いと、非金属介在物であるTiN量が多くなる。そこで、請求項(I)、(II)記載の発明では、N含有量を100~200ppmとした。N含有量が100ppmより少ないとA2₂O₃の析出量が不足し結晶粒が粗大化してしまい、200ppmを越えるとTiN量が多くなって転がり疲れ寿命が低下する。

S

SはMnSなどの酸化物系非金属介在物生成の原因となる。MnSは硬度が低く、塑性変形能が大きいことから鍛造、圧延などの内輪、外輪及び転動

13

14

体の少なくとも一つの前加工時割れ発生の起点として作用する。したがって、鍛造等の前加工時に割れ発生を防止し、より強加工を可能にするため S含有量を低下させる必要があり、上限を 80 ppmとした。

O

Oは酸化物系非金属介在物発生元素として転がり疲労寿命を低下させるため、その含有量を極力低下させる必要があり、そこで上限を 9 ppmとした。

Si

Siは脱酸剂として必要であるため、その含有量を 0.15 ~ 1.2 重量%とした。0.15 重量%未満であると脱酸効果が十分でなく、1.2 重量%を越えても脱酸効果に変化がないため、含有量を上記範囲内とした。

Nb

NbはCr含有量減少による焼入性低下を補うため必要であることから、その含有量を 1.2 ~ 1.7 重量%とした。1.2 重量%未満であると焼入性を向上することができます、また、1.7 重量%を越えると、硬度が向上し鍛造性、被削性等の機械加工性が低下するため、含有量を上記範囲内とした。

Nb, V

Nb, Vは、それ自体で結晶粒界に析出してその粗大化を抑制し、結晶粒を微細にして転受の長寿命化を図るために有効な元素であり、加えて Alの結晶粒粗大化防止作用をさらに増強する上で効果的である。

すなわち、浸炭、浸炭変化時間短縮のため高温度処理 (950°C ~ 970°C) または長時間の熱処理を行うと、AlNのみでは結晶粒の粗大化を十分防止できないことがある。そこで、請求項②記載の発明では、請求項①記載の中炭素マンガン鋼に、Nb: 0.03 ~ 0.08 重量%およびV: 0.1 ~ 0.15 重量%の少なくとも一種を含有した。

15

また、請求項④の発明では、Al, Nに代えて結晶粒粗大化を防止するため、上記Nb: 0.03 ~ 0.08 重量%およびV: 0.1 ~ 0.15 重量%の少なくとも一種を含有した。

Nb: 0.03 重量%未満、V: 0.1 重量%未満だと結晶粒の粗大化を防止する上で効果が少なく、Nb: 0.08 重量%、V: 0.15 重量%を超えて結晶粒の粗大化防止効果は向上せずかえって高コストとなるためNbおよびVの含有量を上記の範囲内に選定した。

本発明で用いる炭素鋼のベースカーボンの数量の臨界的意義は、以下のとおりである。

ベースカーボンの割合が 0.4 重量%より低くなると炭素または浸炭変化熱処理時間が長くなり、熱処理生産性が低下してしまう。また、本発明に用いる中炭素マンガン鋼は、Cr, Mo等の焼き入れ性を高める元素を含まない鋼種であり、ベースカーボン量が 0.4 重量%以下となると、焼き入れ性が不足し十分な硬化深さを得ることができない。

逆に、ベースカーボン含有量が 0.7 重量%を越

16

えると、浸炭により侵入するカーボン量が少なくなりマトリックスに侵入固溶する炭素の割合が低下し、不均一固溶状態となり、転がり疲労寿命が低下してしまう。

したがって、以上のことからベースカーボン量を 0.4 ~ 0.7 重量%の範囲に選定した。

第4図に示す如く、このような範囲にある炭素鋼を浸炭熱処理または浸炭変化熱処理して、固溶炭素又は固溶炭素含有量を 0.8 ~ 1.1 重量%の範囲に調整することにより、その結果表面部における残留オーステナイト量を 2.5 ~ 4.5 vol%の範囲内にすることができる。また、ベースカーボン量を上記範囲内の炭素鋼に浸炭熱処理または浸炭変化熱処理を行えば、Fe原子中にカーボン及び窒素原子が均一に拡散し、固溶強化するので、最大せん断応力位置でのマイクロクラックの発生を遅延することができてクリーンな潤滑下においても転がり疲労寿命が向上する。

また、請求項④に記載のように、浸炭熱処理または浸炭変化熱処理後でも、転がり軸受を構成す

17

—249—

18

第 1 表

供試材 No.	C	Si	Mo	S	Al	Ti	N	O	Pb	V
1	0.42	0.25	1.52	70	220	40	140	9	—	—
2	0.43	0.26	1.48	150	50	40	50	8	—	—
3	0.43	0.25	1.47	180	250	30	160	8	—	—
4	0.41	0.27	1.47	110	170	20	120	7	—	—
5	0.42	0.23	1.51	50	230	20	70	9	—	—
6	0.40	0.21	1.50	140	240	20	130	7	0.05	—
7	0.41	0.22	1.48	60	240	30	140	7	—	0.1
8	0.41	0.19	1.45	40	150	40	70	9	0.07	—
9	0.45	0.23	1.60	60	350	20	110	7	—	—
10	0.44	0.28	1.50	60	250	30	130	8	0.10	0.21
11	0.44	0.21	1.45	70	270	30	150	8	0.01	0.07

< S, Al, Ti, N, O は ppm、他は wt% >

19

20

次に、上記第 1 表の各供試材の複数個に 930 °C × 8 hr の加熱処理を行い、結晶粒の大きさを調べた。その結果を次の第 2 表に示す。

第 2 表

供試材 No.	結晶粒 度番号	平均結 晶粒度 番号	転受寿命 L ₁₀ (× 10 ⁴)	割れ発 生率 (%)
1	7-10	9	12	0
2	1-10	4	5	70
3	8-10	9.5	17	100
4	5-10	6	8.5	20
5	6-9	7	9.5	0
6	10-12	10.5	24	80
7	10-12	11	20	0
8	9-11	10	19	0
9	8-10	9.5	7.4	0
10	10-12	10.5	21	0
11	8-10	9	15	0

(転がり寿命試験)

上記第 1 表の各々の供試材に浸炭熱処理または

浸炭変化熱処理を施し、表面部の残留オーステナイト量を 2.5 ~ 4.5 vol% に調整した試験片を作成した。

この実施例における熱処理条件を次に説明する。浸炭熱処理のうちダイレクト焼入れは、第 5 図に示すグラフのように、Rxガス + エンリッヂガスの雰囲気で約 8 時間、930 ± 5 °C で熱処理を行ない、その後油焼入れ、更に、160 °C 2 時間焼戻しをした。更に、浸炭変化熱処理については、第 6 図のグラフに示すように、Rxガス + エンリッヂガス + アンモニアガス 5% の雰囲気で、約 3 ~ 4 時間、830 ~ 870 °C で浸炭変化熱処理を行ない、その後油焼入れした。

上記浸炭熱処理または浸炭変化熱処理を行った各試験片を用いて転がり転受の内輪及び外輪のどちらにでも適用できる円盤状試験片を作成し、この各々の円盤状試験片について、「特殊鋼便覧(第 1 版)電気炉鋼研究所編、理工学社、1965 年 5 月 25 日、第 10 頁 ~ 21 頁」記載の試験機を用いて転がり疲れ寿命試験を行った。試験条件

21

—250—

22

件は次の通りである。

$P_{max} = 560 \text{ kg} \cdot \text{f/mm}^2$, $N = 3000 \text{ c.p.m.}$

潤滑油 #68 ターピン油

この転がり疲れ寿命の試験結果を第2表及び第7図に示す。第7図は、前記各供試材の平均結晶粒度番号と転動による応力繰り返し数(cycle)で示される転受寿命 L_{10} との関係を示したものである。第7図から分かるように、平均結晶粒度番号が大きくなる程、すなわち結晶粒が小さくなる程 L_{10} の値が大きくなつて転受の転がり疲れ寿命が向上する。

供試材2は Al_2N の含有量が少なく、供試材4は Al_2N の含有量が少なく、さらに供試材5は N の含有量が少ないと、 L_{10} の値が小さくなる。これに対し、供試材1, 3は、 Al_2N の含有量とも本発明範囲内であるため、 L_{10} の値が良好である。

一方、供試材6, 7では、 Al_2N の結晶粒粗大化防止作用を向上する Nb または V が含有されているため、結晶粒がさらに微細化されて L_{10} の値が

さらに大きな値となる。

供試材8は Al_2N , H の含有量は上記供試材1に比較して不足しているが、それ自体で結晶粒の粗大化を防止する Nb が含有されているために、結晶粒が小さくなつてしまつた値も良好である。

供試材9は、結晶粒は小さいが Al_2O_3 の含有量が本発明範囲を越えているため、 Al_2O_3 量が増加して L_{10} の値が小さくなつて寿命が短くなる。

供試材10, 11は Al_2N , H の外に Nb , V の含有量が多く L_{10} の値が大きくなり、 Nb , V 添加の割に結晶粒微細化効果の向上の程度が小さくコスト高となる。

本発明において転がり疲れ寿命 L_{10} 向上のためには、浸炭熱処理または浸炭空化熱処理後でも結晶粒径が結晶粒度番号で8以上の微細なものとなるように温度、時間等を制御して浸炭熱処理、浸炭空化熱処理を行うことが望ましい。

(割れ発生試験)

次に上記第2表の供試材を用いて $\phi 20 \times 30$ mmの円柱試料を作成し、据込率80%で冷間加工

23

(鍛造)を行い、割れ発生率を調べた。円柱試料を各供試材について10ヶ作成した。この結果を前記第2表及び第8図に示す。第8図は、各供試材のS含有量と割れ発生率との関係を示すグラフである。

第2表に示すように、供試材2, 3, 4, 6は、Sの含有量が多いため割れが発生する。特に、供試材3, 6は結晶粒が小さく L_{10} の値が大きいが、Sの含有量が多いため割れの発生を避けることができない。

第8図から供試材中のS含有量が少なくなる程割れ発生率が低下していることが分り、S含有量80ppm以下で割れ発生率が0%であることが分かる。したがって、S含有量を80ppm以下とすれば、より強加工が可能となる。

尚、上記実施例の転がり疲れ試験では、内輪及び外輪のどちらにも適用できる円盤状試験片についての寿命を示したが、同様の材料で転動体を構成し、これについて上記転がり疲れ試験を行っても同様の結果を得ることができる。

24

(発明の効果)

以上説明したように請求項(I), (II)記載の発明によれば、 Nb , V , Cr 等の高価な元素を含有せず、また、長時間且つ複雑な熱処理も必要としないので、材料コストが増加することなく熱処理加工性も良好な転がり転受を提供することができる。

そして、残留オーステナイトが表層部に所定割合存在し、また浸炭熱処理または浸炭空化熱処理の際の結晶粒の粗大化が防止され、さらに非金属介在物量も制限されているために、異物混入潤滑下ばかりでなくクリーンな潤滑下でも従来の転がり転受と比較してより長寿命な転がり転受となる。

さらに、S量も制限されているために、加工率の高い鍛造等の粗加工の際割れが発生しない転がり転受を提供できる。

また、請求項(II)記載の発明によれば、上記効果に加えて結晶粒をさらに微細にできるため、その分より長寿命な転がり転受を提供できる。

さらに、請求項(II)記載の発明によれば、上記効果に加えて、転がり転受を構成する中炭素マング

25

26

ン調は、浸炭熱処理または浸炭空化熱処理後でも結晶粒度番号が8以上である微細な結晶粒であるため、より長寿命な転がり軸受を提供できる。

4. 図面の簡単な説明

第1図は、異物混入潤滑下における軸受の転がり疲れ寿命と残留オーステナイト量との関係を表わすグラフであり、

第2図は、応力と共に示す圧縮の断面図であり、第3図は、 r/c の値と r_s 量との関係を示すグラフであり、 r/c が r_s に対して飽和することを示しており、

第4図は、固溶炭素 (C) 又は固溶炭素窒素 (C+N) 量と、残留オーステナイト量との関係を示すグラフであり、

第5図及び第6図は、それぞれダイレクト浸炭熱処理及び浸炭空化熱処理の温度と時間との関係を示すグラフであり、

第7図は平均粒度番号と軸受寿命 L_{10} との関係を示すグラフであり、

第8図はS含有量と割れ発生率との関係を示す

グラフである。

特許出願人

日本精工株式会社

代理人 弁理士 森 信也

弁理士 内藤 靖昭

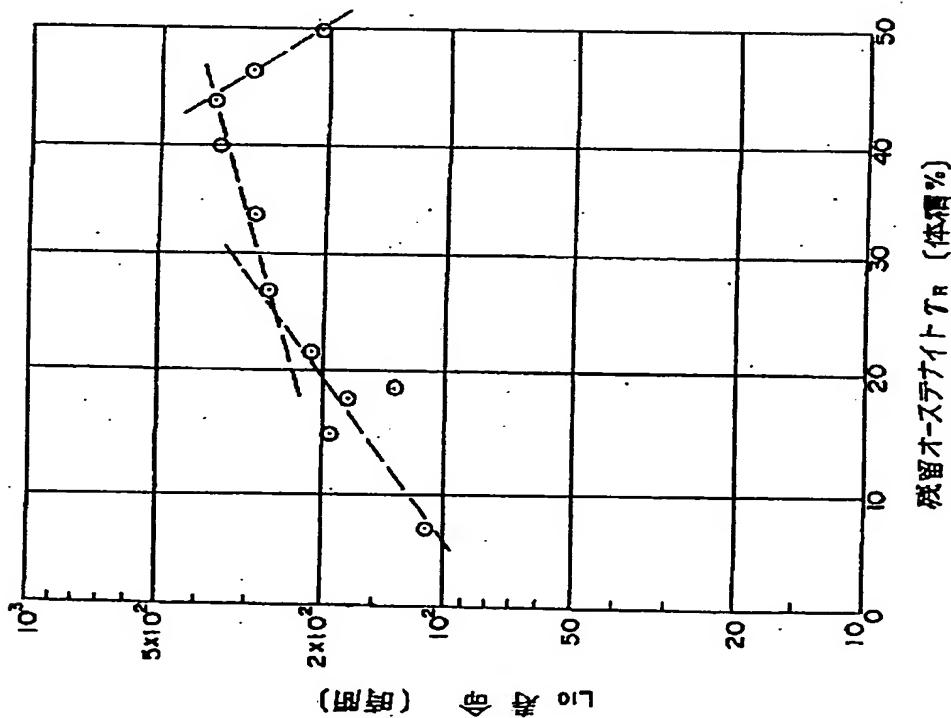
弁理士 清水 正

弁理士 大賀 高司

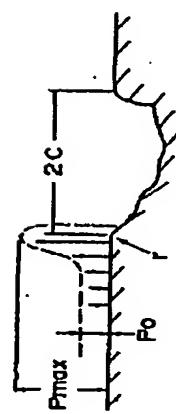
27

28

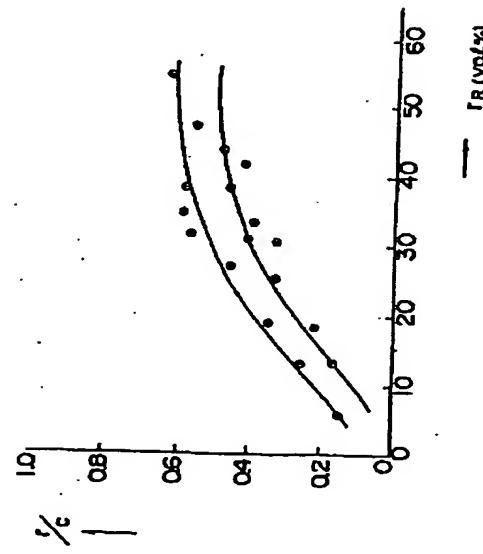
第一図



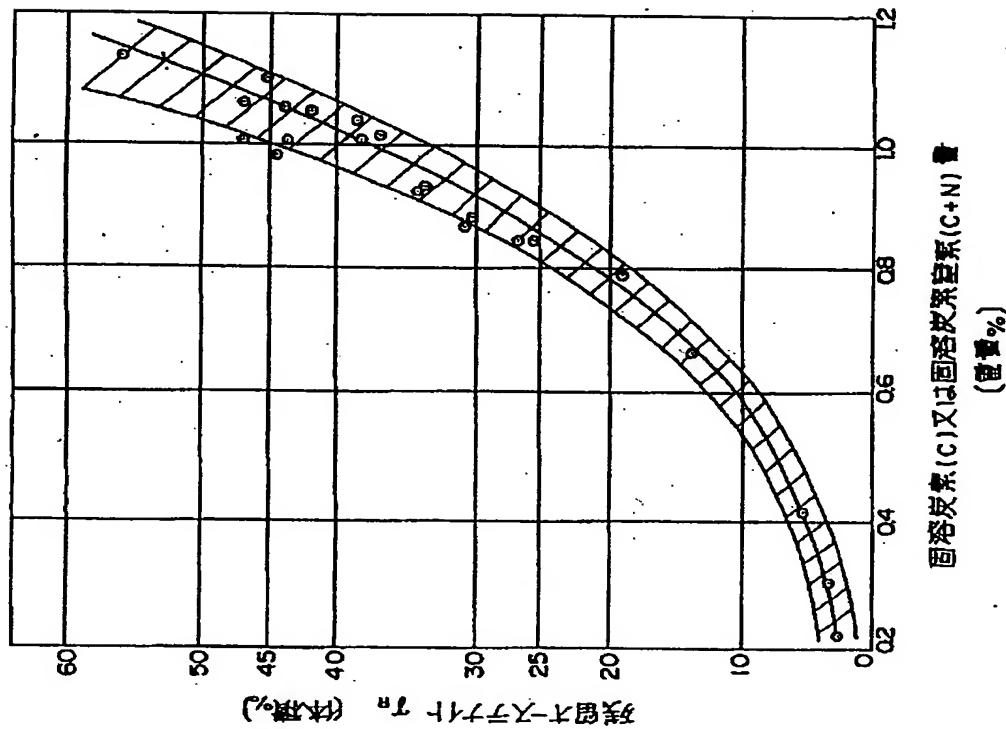
第2図



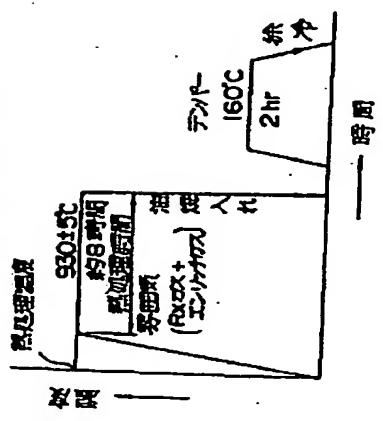
第3図



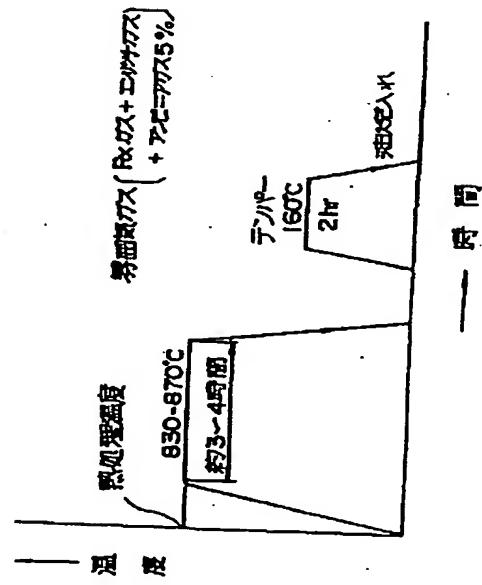
第4図



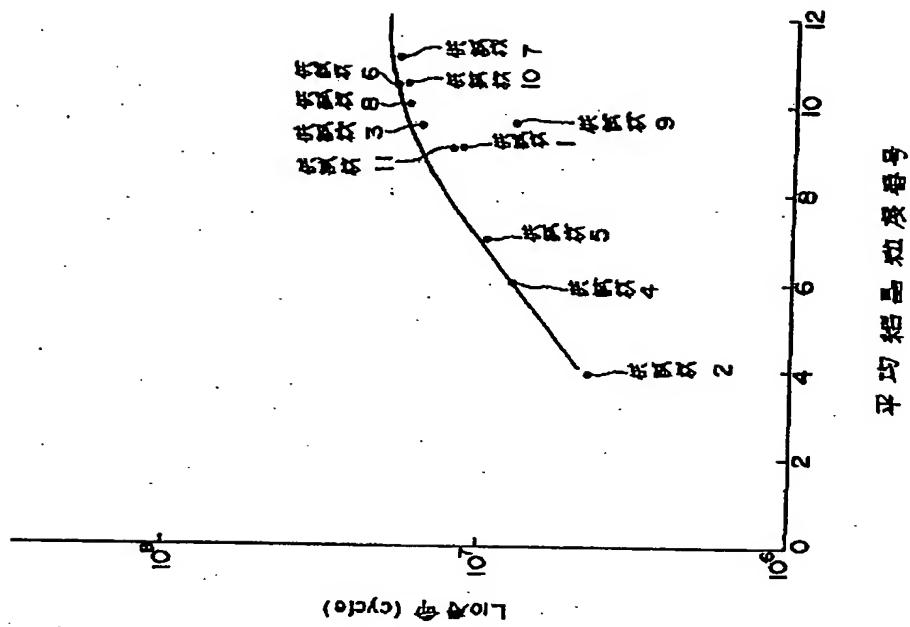
第5図



第6図



第7図



第8図

